

# EUROPEAN PATENT OFFICE

PUBLICATION NUMBER : 58217628  
PUBLICATION DATE : 17-12-83

APPLICATION DATE : 10-06-82  
APPLICATION NUMBER : 57099613

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : OTANI YASUO;

INT.CL. : C21D 8/02 // C22C 38/12 C22C 38/58

TITLE : PREPARATION OF HIGH TOUGHNESS AND HIGH TENSILE STEEL PLATE BY NIOBIUM-BORON TREATMENT

ABSTRACT : PURPOSE: To simply prepare a high toughness and high tensile steel plate having a two-phase mixed structure consisting of ferrite and martensite, by rolling low N steel having a specific composition to which Nb and B are added as compositional component elements in a specific amount.

CONSTITUTION: Steel containing, on the basis of a wt., 0.005~0.05% C, 0.50% or less Si, 1.2~3.0% Mn, 0.008% or less S, 0.01~0.18% Nb, 0.0002~0.0020% B, 0.005% or less N and 0.01~0.06% sol. Al and, according to necessity, further containing one kind or more of 0.05~0.50% Cu, Cr and Mo, one kind or more of 0.1~1.0% Ni and Co, one kind or more of 0.01~0.15% V and Zr and one kind or more of 0.0005~0.020% La, Ca and Ce alone or in combination and comprising the remainder Fe and inevitable impurities is heated to 900~1,180°C and subsequently rolled in such a condition that a temp. range is at least 900°C or less, a draft is 50% or more and rolling is finished at 800~600°C to obtain a high toughness and high tensile steel plate economically.

COPYRIGHT: (C)1983,JPO&Japio

⑯ 日本国特許庁 (JP)  
⑰ 公開特許公報 (A)

⑪ 特許出願公開  
昭58-217628

⑤Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 21 D 8/02  
// C 22 C 38/12  
38/58

識別記号  
C B B  
C B B

序内整理番号  
7047-4K  
7147-4K

⑬公開 昭和58年(1983)12月17日  
発明の数 1  
審査請求 未請求

(全 9 頁)

④Nb-B処理による強靭高張力鋼板の製造法

②特 願 昭57-99613

②出 願 昭57(1982)6月10日

⑦發明者 橋本保  
尼崎市西長洲本通1丁目3番地  
住友金属工業株式会社中央技術  
研究所内

⑦發明者 藤城泰文  
尼崎市西長洲本通1丁目3番地

住友金属工業株式会社中央技術  
研究所内

⑦發明者 大谷泰夫

尼崎市西長洲本通1丁目3番地

住友金属工業株式会社中央技術  
研究所内

⑦出願人 住友金属工業株式会社

大阪市東区北浜5丁目15番地

⑦代理人 弁理士 富田和夫 外1名

明細書

1. 発明の名称  
Nb-B処理による強靭高張力鋼板の  
製造法

2. 特許請求の範囲

C : 0.005 ~ 0.05%, Si : 0.50%以下, Mn  
: 1.2 ~ 3.0%, S : 0.008%以下, Nb : 0.01  
~ 0.18%, B : 0.0002 ~ 0.0020%, N :  
0.005%以下, sol. Al : 0.01 ~ 0.06%,  
Cu, Cr, およびMoの1種以上 : 0.05 ~ 0.50  
%.

Ni, およびCoの1種以上 : 0.1 ~ 1.0%,  
V, およびZrの1種以上 : 0.01 ~ 0.15%,  
La, Ce, およびCaの1種以上 : 0.0005 ~  
0.020%,

を単独または複合して含有し。

Feおよび不可避不純物：残り、  
(以上重量%)からなる鋼を、900 ~ 1100  
℃に加熱し、ついで少なくとも900℃以下の溫  
度域にて50%以上の圧下率で圧延を行うとと  
もに、800 ~ 600℃にて圧延を終了すること  
を特徴とする、フェライトとマルテンサイトの二  
相混合組織を有する強靭高張力鋼板の製造法。

3. 発明の詳細な説明

この発明は、特定量のNbおよびBを組成成分元  
素として添加した鋼を所定条件にて圧延すること  
によつて、フェライトとマルテンサイトの二相混  
合組織を有する強靭高張力鋼板を製造する方法に  
関するものである。

近年、エネルギー需要の増大とともにアラスカ  
等の極寒地域、あるいは海底等、奇酷な環境にお  
けるガス田や油田が数多く開発されており、これ  
らから供給される天然ガスや原油はほとんどライ  
ンパイプによつて必要とされる場所にまで輸送さ  
れるようになつてきている。

このため、ラインパイプの需要も急増してきており上に、大径でかつ耐圧性に優れたものを採用して輸送効率の向上を図る傾向が強まつてきているため、これに応えるべく、より厚肉で、強度、韌性、並びに溶接性により優れたラインパイプ材の開発が急務となつてゐるのが現状である。

すなわち、海底ラインパイプや寒冷地ラインパイプでは、厚肉高強度化の必要が叫ばれています。また厳しい建設環境のために溶接性に優れていることが必須の要件とされているのである。

ところが、従来、ラインパイプ用に供せられていた圧延のままの鋼板では、その組成成分等の如何に工夫しても上記要望を満たすようなものを得ることができず、最近では、圧延の条件、冷却条件、および鋼材成分組成の3者に工夫を凝らして組合せることが、前述のような寒冷地ラインパイプ、あるいは構造用部材として好適な鋼材を得る近道であるとの認識に立つた研究が盛んに行なわれるようになつてきた。

このような観点に立つて上記特性を備えた非調

素を極力低くするとともに、Nb-Ti-Bの焼入性向上効果を活用して微細なペイナイト一相組織を得て、非調質のままで溶接性の優れた高張力鋼材とするものである。しかし、この鋼種は、Ti-B-Nの微妙なバランスのもとに成り立つ焼入性向上効果を活用したものであることから、TiとNの含有量比に厳しい制限をつけるのが普通であり、例えば - 0.01 ≤ Ti% - 3.4 N % ≤ 0.02、あるいは 0 ≤ Ti - 3.4 N % ≤ 0.01 といつた制約が必要となる。これは、数万トンのオーダーで大量生産するラインパイプ用鋼等においては、製鋼技術管理の面からみても無視し得ない制約となるものである。

ところで、金属組織学的には、アシキユラーフエライト、ペイナイト、マルテンサイトの各組織はつぎのように区分されている。すなわち、アシキユラーフエライトとはポリゴナル(粒状)フェライトよりも低い温度で生成した針状の細粒フェライト組織であり、ペイナイト組織はそれよりも低い温度で生成した高転位密度の針状フェライト

質高張力鋼を製造する方法の1つとして、制御圧延法が知られている。しかしながら、制御圧延法によつても、特に溶接性を考慮して鋼板を製造すると、現在一般的に使用されているフェライトとペーライト組織鋼では、引張強さが 60 kg/mm<sup>2</sup> までの強度を備えしめるのが限度であつた。

そこで、これに代わる鋼材高強度化の手法として、アシキユラーフエライト鋼、あるいはペイナイト鋼等にみられる低温変態組織の活用が検討されてきている。

アシキユラーフエライト鋼は、高 Mn-Mo-Nb 系を主成分とした鋼であり、優れた強韌性を示しはあるものの、高価な合金元素である Mo を多量に含有する必要があるところから、日本国内においては実用化に至つていないのが実情である。

他方、ペイナイト鋼は、アシキユラーフエライトよりも更に低い温度で生成するペイナイト組織を活用した鋼種であり、近年、例えば特公昭57-4688号公報、あるいは特開昭55-100924号公報に記載されている例にみられるごとく、炭

地にセメンタイトの分散析出した金属組織を指すのが一般的である。一方、マルテンサイト組織とは、ペイナイトよりも更に低い温度で、通常は焼入れによつて生成する組織であるが、低炭素鋼の場合には焼入れによつてラスマルテンサイトが生成し、これら3者の中では最も高い硬さと強度を示すものである。しかしながら、上述のようをペイナイトまたはマルテンサイトの完全一相組織鋼を制御圧延鋼で得るのは、圧延後空冷または簡単な水冷では困難であり、通常、フェライト相とペイナイトまたはマルテンサイトとの混合組織になりやすいものである。したがつて、制御圧延鋼にてペイナイトまたはマルテンサイトの高強度特性を活用するには、金属組織中の大半を占めるフェライト粒を細粒化しなければならないのは当然のこととして、高強度化を持たさず第二相に更に何を期待するかが重要となつてくるのである。すなわち、ペイナイト鋼とするかマルテンサイト鋼とするか、そして、良好な韌性を維持するために、これら第二相を如何に分配させるか、が大きなボ

イントとなるのである。

本発明者等は、上述のような観点から、製造作業性が良好で、そして溶接性に好適である低い炭素量が確保でき、かつ強度がX-70～X-100級(A I P規格)、韧性がシャルピー破面遷移温度で-100°C以下程度を示すよう強韌高張力鋼板を製造すべく、特にアシキニラーフエライト鋼よりも経済性に優れ、かつ低C-Ti-B系のベイナイト鋼よりも更に性能的に特徴があり、溶製自体も容易な極低C-Nb-B-低N鋼に着目し、この種の鋼種をもとにして、より簡単で経済的に、より高い韧性特性を付与せしめ得る方法を見出すべく種々研究を重ねた結果、以下(a)～(d)に示す如き知見を得るに至つたのである。すなわち、

(a) 焼入性を向上して強度と韧性を改良するために、従来のB処理鋼はBとともにNbを添加したり、あるいは高AlとしてBNの生成を防止していくが、同様の目的でBを添加する鋼のC含有量を低下してフェライトの生成を容易とすると同時に、添加されるBがBNを形成するのを抑制するため

-7-

したがつて、この発明は上記知見に基いてなされたもので、

C: 0.005～0.05%, Si: 0.50%以下, Mn: 1.2～3.0%, S: 0.008%以下, Nb: 0.01～0.18%, B: 0.0002～0.0020%, N: 0.005%以下, so2-Al: 0.01～0.06%。

を含有するとともに、必要に応じて、さらにCu, Cr, およびMoの1種以上: 0.05～0.50%。

Ni, およびCoの1種以上: 0.1～1.0%、

V, およびZrの1種以上: 0.01～0.15%, La, Ce, およびCaの1種以上: 0.0005～0.020%、

を単独または複合して含有し、

Feおよび不可避不純物: 残り、

(以上重量%、なお、以下、組成成分の含有割合を表わす%は重量%とする)から鋼を、900～1180°Cに加熱し、ついで少なくとも900°C以下の温度域にて50%以上の圧下率で圧延を行なうとともに、800～600°Cにて圧延を終了

N含有量を極力抑え、しかもNbを添加してNbCあるいはNbNの析出を図ることによつて微細フェライト生成の促進と、固溶Nbを固溶Bと重複せしめてマルテンサイト生成の容易化を確保すれば、圧延条件と相まつて微細なフェライトとマルテンサイトの二相組織を得ることができること。

(b) 上述のようなフェライトとマルテンサイトの二相組織においては、微細なフェライトの優れた韧性と、微細なマルテンサイトを混入させることによる高強度化とよつて、韧性と強度が著しく高くなること。

(c) このようにして得られる強韌高張力鋼は、低N化とNb処理によるB処理鋼であり、従来のTi処理鋼に比べてその添加成分量比(特に、TiとNの含有量比)を微妙に調整する必要がなく、したがつて鋼の製造が極めて容易であること。

(d) 上記鋼に、さらCu, Cr, Mo, Ni, Co, V, Zr, La, Ce, およびCaの1種または2種以上の所定量を添加することによつて、鋼材の強度および韧性をより向上することができる。

-8-

することにより、フェライトとマルテンサイトの二相混合組織を有する優れた韧性と高い強度を有する高張力鋼板を得ることに特徴を有するものである。

つきに、この発明の強韌高張力鋼板の製造法において、化学組成成分および圧延条件を上述のように限定した理由を説明する。

### I) 化学組成成分量

#### ① C

C成分には、鋼材の強度を確保する作用があるが、その含有量が0.005%未満では前記作用に所望の効果が得られず、他方、0.05%を越えて含有せしめると微細フェライトの生成が減少して所望の韧性を得ることができなくなる上、溶接性をも劣化するようになることから、その含有量を0.005～0.05%と定めた。

#### ② Si

Si成分は脱酸の故に鋼に必然的に含有される元素であるとともに、Cと同様に鋼の強度を確保する作用を有するが、その含有量が0.50%を越え

-10-

ると鋼の韌性および溶接性に悪影響を及ぼすようになることから、その含有量を0.50%以下に制限した。

#### ⑤ Mn

Mn成分には、焼入性を向上して鋼の強度および韌性を改善する作用があるが、その含有量が1.2%未満ではマルテンサイトの生成が困難となつて前記作用に所望の効果が得られず、他方3.0%を越えて含有させると逆に韌性が低下するとともに溶接性にも悪影響を与える、細粒フェライト生成も困難となることから、その含有量を1.2~3.0%と定めた。

#### ⑥ S

S成分は、通常は不可避不純物として含有される程度のものであり、好ましい成分ではないが、特にその含有量が0.008%を越えた場合には横方向シヤルピー吸収エネルギーの低下および耐硫化物応力腐食割れ性を劣化するようになることから、その含有量を0.008%以下と制限した。

#### ⑦ Nb

-11-

効活用を図るには固溶Nbと固溶Bの共存が必要であり、この共存状態を確保するにはN分を0.005%以下、好ましくは0.003 ppm以下に抑える必要がある。そして、N分を0.005%以下とすれば、1180°C以下の加熱において、0.0002%以上の固溶NbおよびBが存在し得ることとなつて、Tiの助けを借りずに鋼材の焼入性を所望値に確保することができる。

#### ⑧ Si, Zr, Al

Al成分には、脱酸作用および細粒化作用があるうえ、Nbと同様にフリーのNを固定する働きがあるが、その含有量が0.1%未満では前記作用に所望の効果が得られず、他方0.06%を越えて含有せしめると非金属介在物の量が増加して鋼質を害するようになることから、その含有量を0.01~0.06%と定めた。

#### ⑨ Cu, Cr, およびMo

これらの成分には、鋼の焼入性を向上してマルテンサイトの生成を助ける均等な作用があるので、より一層の強靭性が要求される場合に必要に応じ

Nb成分は鋼中にいてNb(C, N)として析出し、細粒フェライトの生成を促進するとともに、フリーNの固定作用があり、さらにBとの共存において焼入性を向上し、強度および韌性を向上する作用があるが、その含有量が0.01%未満では前記作用に所望の効果を得ることができず、他方0.18%を越えて含有せしめると溶接金属部の韌性劣化を来たすようになることから、その含有量を0.01~0.18%と定めた。

#### ⑩ B

B成分には、鋼の焼入性を向上させて強度および韌性を確保する作用があるが、その含有量が0.0002%未満では焼入性が不十分で満足出来る強靭性を得ることができず、他方、0.0020%を越えて含有せしめると、溶接部並びに母材の韌性に悪影響を及ぼすようになることから、その含有量を0.0002~0.0020%と定めた。

#### ⑪ N

N分の含有量はこの発明の大きなポイントとなるものであるが、Ti成分の添加なしでB成分の有

-12-

て含有されるが、その含有量がそれぞれ0.05%未満では所望の強靭性向上効果が得られず、他方それぞれ0.50%を越えて含有せしめると、細粒フェライトの生成を抑制されて韌性の低下を招くようになることから、その含有量を0.05~0.50%と定めた。

#### ⑫ Ni, およびCo

これらの成分には、鋼の韌性を更に改善する均等な作用があるので、より一層の韌性が要求される場合に必要に応じて含有されるが、その含有量がそれぞれ0.1%未満では所望の韌性向上効果が得られず、他方それぞれ1.0%を越えて含有せしめると、NiおよびCo元素自体が高価なために経済的不利を招くことから、その含有量を0.1~1.0%と定めた。

#### ⑬ V, およびZr

これらの成分には、析出によつて鋼の強度を向上させる均等的な作用があるので、より一層の強度が要求される場合に必要に応じて含有されるが、その含有量がそれぞれ0.01%未満では所望の強

-14-

度向上効果が得られず、他方それぞれ0.15%を越えて含有せしめると塑性劣化を来たすようになるとから、その含有量をそれぞれ0.01~0.15%と定めた。

#### ⑩ La, Ce, およびCa

これらの成分には、硫化物系非金属介在物の形態を制御することにより、シャルピー吸収エネルギーの向上および耐硫化物応力腐食割れ性を一段と向上させる均等的作用があるので、特に、一層の高エネルギーや耐硫化物応力腐食割れ性が要求される場合に必要に応じて含有されるが、その含有量がそれぞれ0.0005%未満では所望の性能向上効果が得られず、他方それぞれ0.020%を越えて含有させると、耐硫化物応力腐食割れ性に劣化傾向が現われるようになることから、その含有量をそれぞれ0.0005~0.020%と定めた。

#### II) 圧延条件

##### ① 加熱温度：900~1180°C

加熱温度が900°C未満ということは、鋼のオーステナイト化する温度( $Ac_3$ 点)に達していない

ということであり、所望の圧延組織を得ることができないのに対して、加熱温度が1180°Cを越えると鋼材組織が粗粒化し、塑性や細粒フェライトの生成にも悪影響を及ぼすようになることから、加熱温度を900~1180°Cと定めた。

##### ② 圧下条件：900°C以下で50%以上

圧下時の温度が900°Cを越えたり、その累積圧下率が50%未満である場合には、歪をもつた微細なオーステナイト粒を得ることができず、したがつて細粒フェライトの生成を促進することができなくなることから、圧下条件を上記のように定めた。

##### ③ 仕上温度

圧延仕上温度が800°Cを越えると圧延組織の細粒化が不十分であり、強度および塑性が所望の値を示す鋼材が得られず、他方その温度が600°C未満では二相域圧延の度合が大となる、すなわちフェライトの温間圧延となつて塑性並びに延性の低下を来たすようになることから、その温度を800~600°Cと定めた。

ついで、この発明を実施例により比較例と対比しながら説明する。

#### 実施例 1

この例では、鋼材の機械的性質に与えるN量の影響を比較したものである。

まず、第1表に示すような本発明方法を満足する化学成分組成を有する鋼1~4と、※印の点において本発明方法に用いる鋼の成分組成範囲を外れている比較鋼5~9のスラブ(厚さ：150mm)を常法によつて製造した。

つぎに、それぞれのスラブを1050°Cに加熱保持後、粗圧延を行ない、ついで温度が900°Cを下廻つた時点で57mmの厚みから67%の圧下率で圧延を施した。そして、700°Cにて圧延を終了し、板厚：19mmの鋼板を得た。

このようにして得られた各鋼板について、強度および塑性を比較するために降伏強さ、引張強さ、シャルピー破面遷移温度(vTs)、-100°Cにおける衝撃値(kg·m)、D W T T 落下試験値等の機械的性質を測定し、その結果を第1表に併せて示

鋼種類	化 学 成 分 (重量%)									機械的性質					備 考	
					引張性質					衝撃性質						
	C	Si	Mn	Nb	B	Cr-Ni	N	その他	Fe及びその他の不純物	降伏強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	vT <sub>0</sub> (°C)	vE-100 (kg·m)	DWTT·FATT (°C)		
本発明	1	0.02	0.27	1.65	0.05	0.0012	0.04	0.0017	-	残	42.3	62.3	-145	34.5	-85	低N-Nb-B鋼
	2	0.02	0.23	1.63	0.04	0.0013	0.03	0.0024	-	残	42.7	62.9	-140	30.4	-85	同上
	3	0.03	0.24	1.65	0.05	0.0012	0.04	0.0031	-	残	41.7	60.4	-150	28.5	-80	同上
	4	0.02	0.24	1.60	0.04	0.0015	0.03	0.0048	-	残	40.1	57.3	-130	27.3	-70	同上
比較例	5	0.02	0.23	1.68	0.05	0.0013	0.04	0.0075	-	残	44.5	52.3	-87	15.7	-35	高N-Nb-B鋼
	6	0.02	0.21	1.59	0.04	0.0014	0.03	0.0108	-	残	44.9	50.4	-74	17.2	-30	同上
	7	0.02	0.18	1.63	0.04	0.0013	0.04	0.0050	Ti:0.025	残	42.6	61.7	-125	27.5	-60	Ti-Nb-B処理の効果
	8	0.02	0.24	1.58	-	0.0015	0.04	0.0028	-	残	47.9	51.5	-64	9.4	-25	Nbの効果
	9	0.02	0.25	1.62	-	0.0013	0.04	0.0035	Ti:0.013	残	50.1	53.3	-55	13.3	-15	同上

第 1 表

した。

第 1 表に示される結果からも明らかなように、鋼中の N が 0.0050% 以下であれば 57 kg/mm<sup>2</sup> 以上の高い引張強さの鋼材を得ることができ、比較例たる鋼種 7 の Ti-Nb-B 处理鋼と同等性能が、低 N-Nb 处理によつて達成できる。また、比較鋼 8 および 9 は Nb 添加のないものであつて、この場合には高強度を得ることができず、Nb 成分添加が必須であることはこの結果からも明らかである。

#### 実施例 2

この例は、鋼板製造の際のその他の化学成分組成および加熱・圧延条件が機械的性質に及ぼす影響を比較したものである。

通常の溶解法により、それぞれ第 2 表に示される化学成分組成をもつた鋼を溶製し、通常の条件で铸造し、得られたスラブを第 3 表に示した各温度に加熱保持した後、同じく第 3 表に示した各圧延条件にて圧延して、板厚：19 mm の鋼板を得た。得られた鋼板について、それぞれ、その機械的性質を測定し、これらの結果も第 3 表に併せて示し

鋼種類	化 学 成 分 (重量 %)										Feおよびその他の不純物
	C	Si	Mn	P	S	Nb	B	soL-Al	N	その他の	
本発明	1	0.02	0.23	1.63	0.018	0.002	0.041	0.0018	0.030	0.0024	-
	2	0.03	0.27	2.51	0.017	0.003	0.053	0.0012	0.041	0.0030	-
	3	0.03	0.42	1.82	0.019	0.002	0.160	0.0015	0.041	0.0028	-
	4	0.03	0.21	1.62	0.023	0.001	0.057	0.0020	0.050	0.0035	V:0.08
	5	0.02	0.21	1.54	0.025	0.005	0.022	0.0020	0.060	0.0018	Zr:0.04
	6	0.02	0.31	1.60	0.010	0.004	0.041	0.0016	0.032	0.0026	Cu:0.35
	7	0.03	0.29	1.63	0.019	0.003	0.052	0.0015	0.041	0.0028	Cr:0.18
	8	0.02	0.35	1.60	0.015	0.003	0.040	0.0011	0.035	0.0025	Mo:0.15
	9	0.03	0.13	1.31	0.021	0.002	0.030	0.0015	0.033	0.0028	Mo:0.20, Cr:0.15
	10	0.03	0.27	1.81	0.019	0.002	0.048	0.0009	0.042	0.0033	Ni:0.53
	11	0.03	0.25	1.56	0.015	0.001	0.051	0.0013	0.035	0.0040	Co:0.93
	12	0.02	0.20	1.65	0.018	0.001	0.046	0.0013	0.029	0.0039	La:0.008
	13	0.03	0.33	1.70	0.017	0.002	0.047	0.0015	0.041	0.0035	Ce:0.018
	14	0.01	0.40	1.83	0.020	0.001	0.050	0.0012	0.045	0.0042	Ca:0.0038
	15	0.02	0.23	1.84	0.009	0.001	0.048	0.0013	0.043	0.0029	Cu:0.31, Ca:0.0021
	16	0.01	0.35	1.55	0.019	0.002	0.046	0.0010	0.046	0.0038	Cu:0.25, Ni:0.45, V:0.08, Ca:0.0025

第 2 表 の 1

-20-

鋼種類	化 学 成 分 (重量 %)										Feおよびその他の不純物
	C	Si	Mn	P	S	Nb	B	soL-Al	N	その他の	
比較例	17	0.004	0.31	1.62	0.018	0.004	0.041	0.0015	0.032	0.0040	-
	18	0.084	0.33	1.61	0.017	0.005	0.052	0.0012	0.041	0.0031	-
	19	0.021	0.52	1.58	0.017	0.006	0.040	0.0013	0.039	0.0025	-
	20	0.032	0.29	1.0	0.018	0.003	0.045	0.0015	0.045	0.0033	-
	21	0.042	0.31	4.1	0.013	0.002	0.043	0.0012	0.038	0.0028	-
	22	0.033	0.31	1.63	0.015	0.013	0.043	0.0015	0.040	0.0025	-
	23	0.026	0.28	1.70	0.019	0.006	0.007	0.0013	0.038	0.0035	-
	24	0.032	0.25	1.55	0.010	0.004	0.205	0.0010	0.035	0.0027	-
	25	0.025	0.35	1.57	0.014	0.003	0.055	0.0001	0.046	0.0030	-
	26	0.029	0.31	1.60	0.017	0.002	0.042	0.0030	0.046	0.0028	-
	27	0.035	0.27	1.59	0.015	0.004	0.055	0.0013	0.004	0.0033	-
	28	0.021	0.33	1.63	0.013	0.004	0.043	0.0015	0.012	0.0040	-
	29	0.035	0.30	1.60	0.012	0.003	0.049	0.0015	0.050	0.006	-

第 2 表 の 2

- 2 ) -

	試験番号	使用した鋼種類	加熱条件	圧延条件			機械的性質				
				加熱温度(℃)	900℃以下の圧下率(%)	仕上温度(℃)	その他	降伏強さ(kg/mm²)	引張強さ(kg/mm²)	vTs(℃)	vE-100(kg·m)
比較例	①	1	1250	6.7	700	—	36.9	56.7	— 19	7.2	
	②				850	—	36.8	54.2	— 64	19.4	
本発明	③	1	1050	6.7	800	—	37.1	57.1	— 110	27.3	
	④				650	—	56.0	65.2	— 115	23.4	
比較例	⑤	1	1100	2.5	550	—	65.3	73.4	— 64	12.1	
	⑥				800	—	45.7	67.3	— 13	3.4	
本発明	⑦	2	1050	6.7	700	—	49.8	73.2	— 165	33.3	
	⑧	3	1150	7.5	750	—	48.9	71.0	— 170	31.0	
	⑨	4	1100	1050	6.7	700	—	47.1	68.3	— 132	26.5
	⑩	5	—				41.7	64.2	— 141	27.2	
	⑪	6	—				50.1	64.9	— 123	23.6	
	⑫	7	—				47.3	66.1	— 119	17.9	
	⑬	8	—				59.4	72.4	— 133	20.8	
	⑭	9	900				—	63.8	70.9	— 103	19.3
	⑮	10	1000	6.7	800	700	—	42.9	67.0	— 164	28.3
	⑯	11	1050				—	43.5	59.7	— 147	29.9

第3表の1

	試験番号	使用した鋼種類	加熱条件	圧延条件			機械的性質							
				加熱温度(℃)	900℃以下の圧下率(%)	仕上温度(℃)	その他	降伏強さ(kg/mm²)	引張強さ(kg/mm²)	vTs(℃)	vE-100(kg·m)			
本発明	⑰	12	1050	6.7	700	700	—	44.1	58.5	— 163	39.5			
	⑱						—	47.3	59.9	— 168	37.5			
	⑲						—	40.9	60.2	— 165	36.4			
	⑳		1100				650℃ テンパー	62.7	66.0	— 124	37.2			
	㉑	16	1050				—	47.5	65.3	— 148	35.6			
比較例	㉒	17					—	33.4	50.2	— 93	14.3			
	㉓	18					—	43.5	65.3	— 95	12.1			
	㉔	19					—	43.9	60.4	— 91	17.2			
	㉕	20					—	42.5	48.9	— 67	0.5			
	㉖	21					—	62.5	85.6	— 95	13.3			
	㉗	22					—	43.7	59.4	— 125	7.2			
	㉘	23					—	47.8	51.2	— 79	0.2			
	㉙	24					—	58.3	67.2	— 113	20.5			
	㉚	25					—	46.5	49.7	— 70	0.2			
	㉛	26					—	46.2	59.4	— 64	0.8			
	㉜	27					—	47.1	54.2	— 59	0.2			
	㉝	28					—	47.2	62.1	— 95	13.2			
	㉞	29					—	47.6	50.5	— 83	2.1			

第3表の2

た。

第3表に示される結果から、本発明方法③～④、および⑦～⑩によつて製造された鋼板は、いずれも  $57\text{ kg/mm}^2$  以上の高い引張強さと、シャルピー破壊遷移温度が  $-100^\circ\text{C}$  以下と優れた低温韧性を兼ね備えたものであるのに対して、比較法①～②、⑤～⑥、および⑪～⑬にみられるように、成分組成および加熱・圧延条件のいずれかでもこの発明の範囲から外れると、前記特性のうち少なくともいずれかの特性が劣つたものになることが明らかである。

上述のように、この発明の方法によれば、高強度と、優れた韌性とを兼ね備えるとともに、溶接性も良好な鋼板を、簡単、低成本で製造することができ、この鋼を、上記特性が要求される苛酷な環境下で使用するラインパイプ等に適用した場合に、著しく優れた性能を發揮するのである。

出願人 住友金属工業株式会社  
代理人 富田和夫（ほか1名）